

Гервасьев Алексей Михайлович

**ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ
ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ
НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ**

Специальность 05.16.01-
Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Екатеринбург 2011

Работа выполнена на кафедре термообработки и физики металлов
ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б.Н.Ельцина»

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
ПЫШМИНЦЕВ ИГОРЬ ЮРЬЕВИЧ

Официальные оппоненты: доктор технических наук, заведующая лабораторией
физического металловедения
ТАБАТЧИКОВА ТАТЬЯНА ИННОКЕНТЬЕВНА,
Институт физики металлов УрО РАН

кандидат физико-математических наук, заведующий
лабораторией технической диагностики
ЗАДВОРКИН СЕРГЕЙ МИХАЙЛОВИЧ,
Институт машиноведения УрО РАН

Ведущее предприятие: ВГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва

Защита диссертации состоится 11 ноября 2011 г. в 15ч 00мин, в ауд. Мт-329 на заседании диссертационного совета Д 212.285.04 в ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» по адресу: 620002, г. Екатеринбург, К-2, ул. Мира, 19, УрФУ.

Тел.: (343) 375-45-74, факс (343) 374-44-39, e-mail: tofm@mail.ustu.ru

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина».

Автореферат разослан 11 октября 2011 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.285.04

Мальцева Л.А.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Замена угля и нефти как основных первичных источников энергии на природный газ привела к интенсивному поиску запасов, которые, как правило, расположены вдали от индустриальных регионов с большим потенциалом потребления. Необходимость повышения экономической эффективности транспортировки газа на рынки сбыта инициирует активные исследования крупных энергетических компаний. Одним из наиболее перспективных направлений является строительство газопроводов высокого давления.

При производстве листа, используемого для формовки современных высокопрочных газопроводных труб, применяется контролируемая термомеханическая обработка (ТМСР – Thermo-Mechanical Controlled Processing), сочетающая в себе контролируемую прокатку и последующее контролируемое охлаждение. Несмотря на значительные технические сложности изготовления высокопрочных труб (практически на пределе существующих технологических возможностей металлургического производства), в последние десятилетия ведущим мировым производителям штрипса и труб удается обеспечивать необходимый высокий уровень основных характеристик (прочность, вязкость, свариваемость и др.) при увеличении толщин стенок и без изменения общего содержания легирующих и микролегирующих элементов. Это создает основу для повышения рабочих давлений в новых газопроводах традиционных классов прочности K60 (X70) и применения новых, более высоких классов прочности K65 (X80) и выше.

Одним из последних уникальных проектов является газопровод Бованенково-Ухта, предназначенный для транспортировки газа с месторождений на п-ове Ямал. Беспрецедентно высокое рабочее давление (11,8 МПа) обусловило необходимость использования труб класса прочности K65(X80) с толщиной стенки до 33,4 мм.

Стали для газопроводов нового поколения должны обладать не только высокой прочностью, но и рядом других свойств, важнейшим из которых является способность материала трубы останавливать протяженное вязкое разрушение - трещиностойкость, которая контролируется за счет управления параметрами микроструктуры.

Целью работы является установление характеристик микроструктуры и текстуры современных сталей для магистральных газопроводов с пределом текучести 485 МПа и выше, определяющих комплекс их механических и эксплуатационных свойств, включая способность противостоять протяженным разрушениям.

Научная новизна:

- Определены характеристики градиента микроструктуры и текстуры по толщине стенки трубы в промышленных партиях труб K65(X80);
- Установлено, что типичная вторичная мода разрушения при вязком протяженном распространении трещины в газопроводе из современных высокопрочных сталей обусловлена сколом по плоскостям {001};

- Показано, что пониженная трещиностойкость трубных сталей типа X80 связана не столько с высокой интенсивностью компоненты текстуры $\{001\}\langle 110 \rangle$, а, главным образом, с размером и формой участков с такой ориентировкой;
- Предложен количественный метод оценки неравноосности микроструктурных составляющих. Экспериментально обосновано, что для достижения необходимого для остановки магистральной трещины уровня трещиностойкости в сталях категории прочности K65 (X80) параметр неравноосности не должен превышать 3,5.

Практическая значимость:

Полученные данные использованы при формировании технических требований к листовому прокату для производства прямошовных труб диаметром 1420 мм класса прочности K65(X80) с гарантированным сопротивлением протяженному вязкому разрушению на ОАО «Волжский трубный завод».

На защиту выносятся следующие основные положения и результаты.

1. Характеристики анизотропии механических свойств современных высокопрочных низколегированных сталей после термомеханической обработки.
2. Особенности формирования микроструктуры, текстуры и механических свойств в процессе термомеханической обработки современных высокопрочных сталей для магистральных газопроводов.
3. Влияние особенностей микроструктуры и текстуры материала газопроводных труб класса прочности K65(X80) на их способность противостоять распространению протяженного вязкого разрушения, определенную при полноразмерных пневматических испытаниях.

Апробация работы. Материалы работы были доложены и обсуждены на VIII Международной научно-технической Уральской школе-семинаре металлургов-молодых ученых; на IV-ой и V-ой Евразийских научно-практических конференциях «Прочность неоднородных структур ПРОСТ 2008»; на Международной конференции Pipeline Technology 2009, Ostend, Belgium, October 12-14, 2009; на Международной конференции «Трубы-2010», Челябинск, 2010; на Второй международной конференции «Super-High Strength Steels». 17-20 October 2010, Verona, Italy.

Публикации. По материалам исследования опубликовано 11 печатных работ, отражающих основное содержание диссертации.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 5-ти глав, 6-ти общих выводов по работе, библиографического списка из 101 наименования; изложена на 130 страницах, включает 61 рисунок, 16 таблиц.

Автор выражает благодарность коллективам ОАО «РосНИТИ» и кафедры термообработки и физики металлов УрФУ, а также всем сотрудникам кафедры материаловедения Гентского университета (Бельгия) и отдельно профессорам Лео Кестенсу и Румену Петрову за помощь в организации работы и конструктивную критику.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность выбранной темы работы, дано общее направление работы.

В **первой главе** представлен аналитический обзор литературы по исследуемому вопросу. Рассмотрены основные свойства и технологии производства высокопрочных труб для магистральных трубопроводов, проблема обеспечения сопротивления протяженному вязкому разрушению в современных трубных сталях. Описаны особенности микроструктуры и текстуры в подобных сталях, а также их влияние на анизотропию механических свойств. Поставлена цель работы и сформулированы конкретные задачи исследований.

Во **второй главе** описаны материалы и методы исследования. В работе исследовались образцы сталей из труб опытных партий классов прочности К60(Х70) и К65(Х80) диаметром 1420 мм, произведенных в соответствии с техническими требованиями ОАО «Газпром» для проведения исследований и приемочных испытаний. Основные параметры и принятые в данной работе условные обозначения исследованных партий труб указаны в табл. 1, химический состав – в табл. 2.

Таблица 1. Основные параметры исследованных партий труб

Класс прочности	Условное обозначение стали	Толщина стенки трубы, мм	Тип трубы
К60(Х70)	А1	21,6	Прямошовная
	А2	21,6	Спиральношовная
	А3	18,7	Спиральношовная
К65(Х80)	Б1	27,7	Прямошовная
	Б2	27,7	Прямошовная
	Б3	23,0	Прямошовная
	Б4	27,7	Прямошовная

Таблица 2. Химический состав исследуемых сталей, масс. %

Сталь	С	Si	Mn	Mo	Ni	Cu	Cr	V	Nb	Ti	Al	S	P
А1	0,10	0,43	1,62	0,00	0,05	0,03	0,02	0,002	0,050	0,022	0,033	0,0008	0,011
А2	0,06	0,32	1,91	0,00	0,01	0,01	0,17	0,003	0,056	0,014	0,027	0,0005	0,009
А3	0,09	0,28	1,53	0,00	0,02	0,03	0,02	0,072	0,054	0,014	0,040	0,0030	0,007
Б1	0,05	0,21	1,81	0,19	0,26	0,27	0,05	0,000	0,040	0,010	0,030	0,0010	0,013
Б2	0,08	0,39	1,85	0,13	0,22	0,17	0,19	0,002	0,050	0,016	0,034	0,0010	0,013
Б3	0,05	0,10	1,87	0,01	0,63	0,49	0,26	0,000	0,024	0,019	0,041	0,0040	0,007
Б4	0,06	0,20	1,69	0,21	0,22	0,06	0,03	0,040	0,070	0,017	0,030	0,0020	0,006

Моделирование термомеханической обработки проводили на деформационном дилатометре Bähr DIL 805 A/D и на лабораторном прокатном стане с использованием нагрева в лабораторной печи. Режимы (схемы) термомеханической обработки для дилатометра и для лабораторного стана приведены на рис. 1.

Испытания на растяжение проводили по ГОСТ 1497-84 на установке Instron 5582 для сталей X70 и на MTS Insight 100 для сталей X80. Испытания на ударный изгиб проводили по ГОСТ 9454-78 на маятниковом копре МК-30 при температуре -60°C для сталей X70 и при -40°C для сталей X80.

Для каждой стали X70 из основного металла трубы были изготовлены образцы для испытания на растяжение и ударный изгиб для каждого из пяти направлений, составляющих с направлением прокатки углы 0° , $22,5^{\circ}$, 45° , $67,5^{\circ}$ и 90° . Образцы вырезались из середины листа (по толщине).

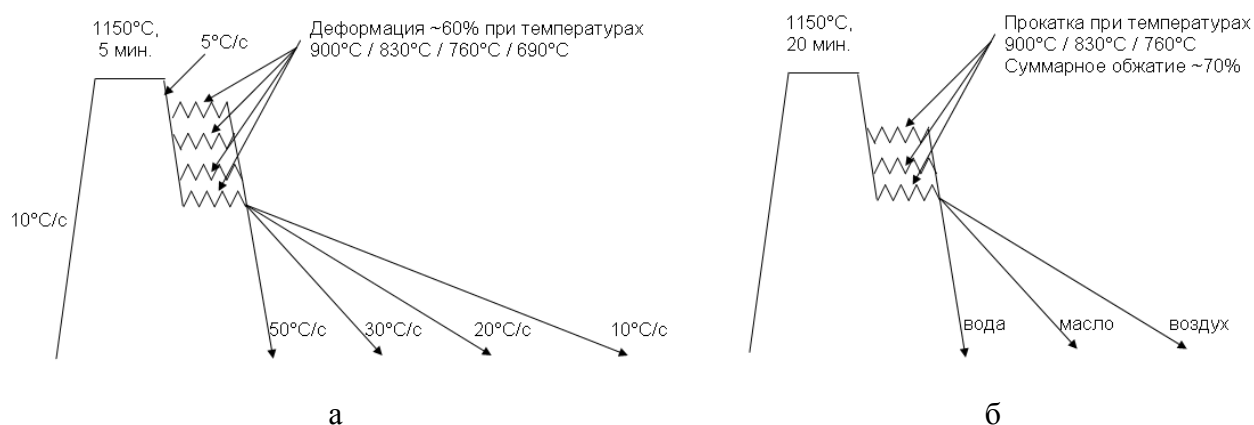


Рис. 1. Режимы термомеханической обработки, проводившейся на деформационном дилатометре (а) и лабораторном прокатном стане (б)

Микроструктуру сталей изучали методами:

- оптической и сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Axiovert-40 MAT и на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6490 на образцах после механической полировки и травления в 4%-ном растворе азотной кислоты в спирте;
- анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (Electron Back-Scatter Diffraction – EBSD) на сканирующем электронном микроскопе FEI Nova 600 с камерой и программным обеспечением Oxford HKL на образцах после электрополировки. Пост-обработка данных производилась с помощью программного обеспечения HKL Channel 5 и TSL OIM.

Фрактографию изломов на образцах после испытаний на ударный изгиб проводили с помощью сканирующей электронной микроскопии на микроскопе JEOL 6413.

Съемку полюсных фигур производили в излучении $\text{CoK}\alpha$ на рентгеновском дифрактометре ДРОН 2,0 с гониометром ГУР-5 и автоматизированной текстурной приставкой и в излучении $\text{MoK}\alpha$ на дифрактометре Siemens D5000. В первом случае

записывались прямые полюсные фигуры от плоскостей $\{110\}$, $\{200\}$, $\{112\}$ и $\{220\}$, во втором – $\{110\}$, $\{200\}$, $\{112\}$ и $\{310\}$. Поверхность образца для съемки полюсных фигур подвергалась механической полировке.

Функция распределения ориентировок (ФРО) рассчитывалась с помощью различных компьютерных программ как на основании данных с дифрактометра, так и на основании данных EBSD.

Также во второй главе кратко описана методика полноразмерных пневматических испытаний труб, проводившихся на полигоне ООО «Газпром трансгаз Екатеринбург» близ г. Копейск Челябинской области.

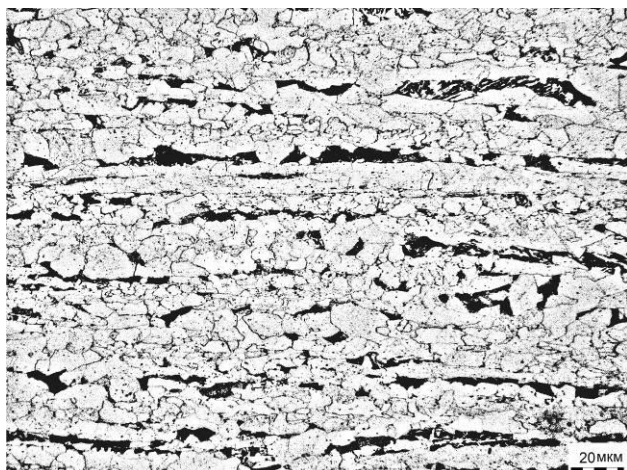
В третьей главе приведены результаты исследования микроструктуры различных типов, характерных для современных труб класса прочности K60(X70), анизотропии механических свойств в них, а также соответствующих характеристик текстуры на различной глубине от поверхности в материале промышленных партий труб класса прочности K60 (X70).

Сталь A1 обладает мелкозернистой полосчатой феррито-перлитной структурой, содержащей полигональный феррит с прослойками вырожденного перлита, параллельными плоскости прокатки (рис. 2 а). Подобные структуры типичны для сталей классов прочности не выше X70. Зерна полигонального феррита имеют приблизительно равноосную форму; границы зерен ровные. Участки вырожденного перлита представляют собой темно травящиеся образования без четко выраженного пластинчатого строения. Пластины цементита, встречающиеся в этих образованиях, имеют различную толщину, могут быть искажены и изогнуты, и разбиты на отдельные части (рис. 2 б).

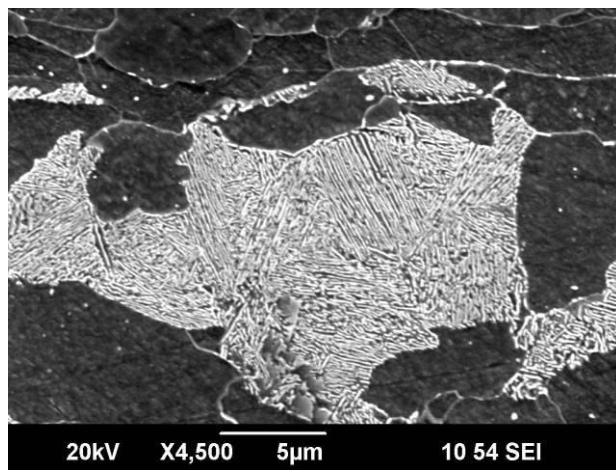
Микроструктура стали A2 более однородна и содержит продукты преимущественно сдвигового превращения, а также дисперсные аустенитно-мартенситные области (рис. 2 в, г). Структуры такого типа в высокопрочных сталях с пониженным содержанием углерода принято называть игольчатым ферритом/бейнитом, и они становятся все более распространенными для современных труб, которым предъявляются повышенные требования по вязкости, пластичности и хладостойкости.

Сталь A3 обладает структурой, сходной со структурой стали A2, однако несколько менее однородной (рис. 2 д). Внутри зерен видны выделения карбидов (рис. 2 е), что может быть следствием как более высокого по сравнению со сталью A2 содержания углерода, так и менее точного контроля параметров термомеханической обработки в процессе производства.

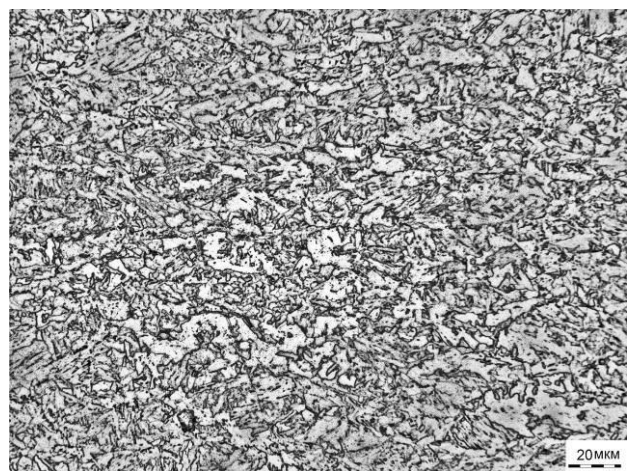
Во всех трех сталях была выявлена ярко выраженная многокомпонентная текстура. Сечения функции распределения ориентировок (ФРО) при значении угла $\varphi_2=45^\circ$ (в этом сечении расположены основные текстурные компоненты, характерные для ОЦК материалов) с отмеченными на них основными идеальными ориентировками представлены на рис. 3. Текстура всех сталей состоит преимущественно из компонент $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{332\}\langle 113\rangle$ и $\{001\}\langle 110\rangle$. Однако содержание компоненты $\{113\}\langle 110\rangle$ в стали A1 почти в два раза выше, чем в остальных сталях.



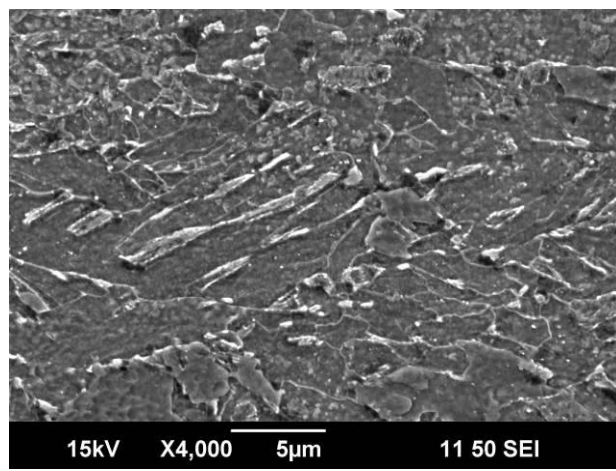
а



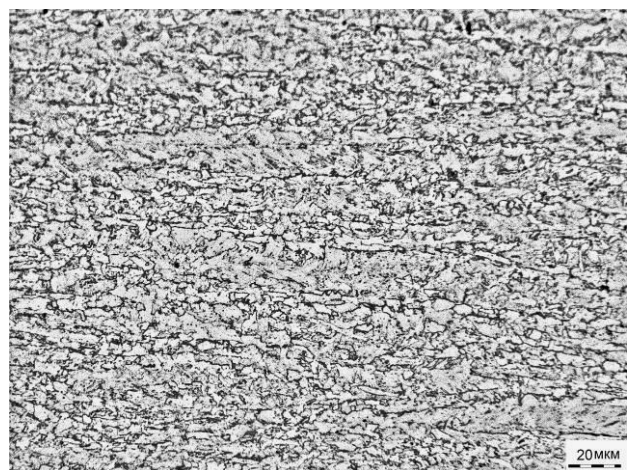
б



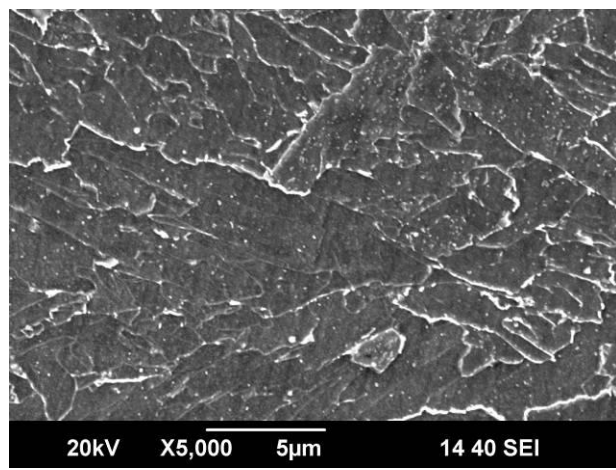
в



г



д



е

Рис. 2. Микроструктура исследованных сталей класса прочности К60 (Х70)
А1(а,б), А2(в,г), А3 (д,е)

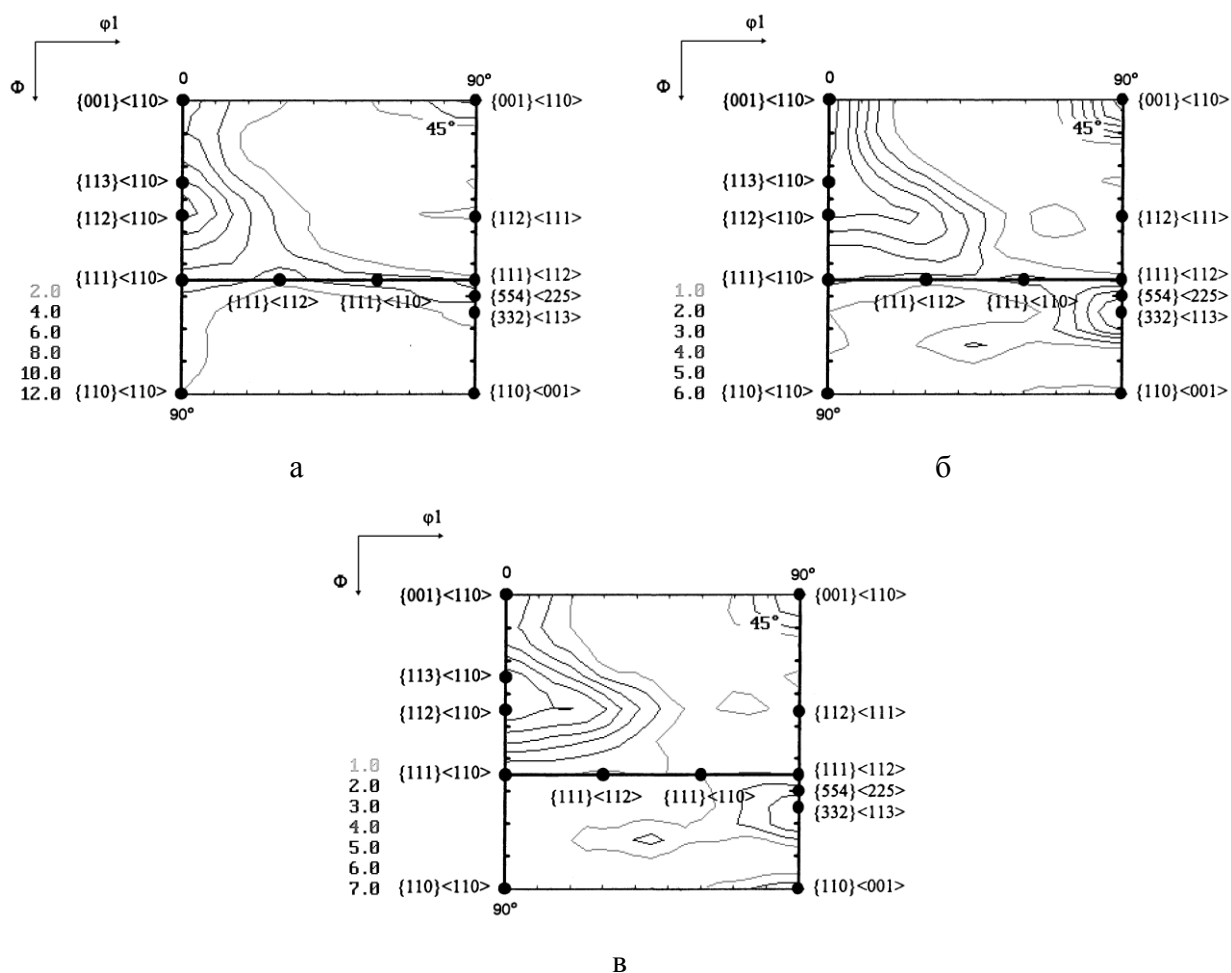


Рис. 3. Текстура в сталях А1 (а), А2 (б), А3 (в). Сечения ФРО при $\varphi_2=45^\circ$

В исследованных сталях выявлена сильная анизотропия прочностных свойств, более всего проявляющаяся в изменении значений предела текучести в зависимости от направления в плоскости листа (рис. 4), что соответствует измеренным характеристикам текстуры. Минимум предела текучести для всех сталей соответствует направлениям $22,5^\circ$ или 45° относительно направления прокатки, а наибольшая разница между максимальным и минимальным значениями наблюдается в стали А1. Анизотропия предела текучести была оценена для каждой текстурной компоненты на основании данных о действующих системах скольжения. Характер анизотропии предела текучести, наблюдающийся в исследованных сталях, соответствует компоненте $\{113\}\langle 110 \rangle$, а ее повышенное содержание в текстуре стали А1 объясняет наивысшую степень анизотропии в этой стали.

Проведенные испытания показали, что анизотропия ударной вязкости не проявляется при полностью вязком механизме разрушения. Однако при температурах, соответствующих интервалу вязко-хрупкого перехода и ниже, например, в стали А3 при -60°C , был выявлен явный минимум ударной вязкости в направлении 45° относительно направления прокатки (рис. 5). Данное явление объяснено тем, что склонность к хрупкому разрушению в сталях с феррито-бейнитной структурой во многом определяется частотой попадания плоскостей $\{001\}$ в плоскость разрушения. Анализ возможности расположения таких плоскостей

параллельно плоскости разрушения при испытаниях на ударный изгиб показал, что единственной компонентой текстуры в исследованных сталях, обеспечивающей такое расположение, является $\{001\}\langle 110\rangle$. При этом плоскость скола располагается под углом 45° к направлению прокатки. Значительное содержание этой характерной компоненты в текстуре исследуемых сталей было определено одной из причин наблюдаемого минимума ударной вязкости при смешанном (хрупко-вязком) разрушении.

Таким образом, проведенные исследования показали, что для современных трубных сталей, упрочненных с применением методов термомеханической обработки, характерна анизотропия механических свойств. Анизотропия прочностных свойств ярче всего проявляется в стали с феррито-перлитной структурой и определяется более острой текстурой этой стали с преобладанием ориентировок типа $\{113\}\langle 110\rangle$. Анизотропия ударной вязкости проявляется только в области температуры хрупко-вязкого перехода. Наличие минимума ударной вязкости в направлении 45° относительно направления прокатки объясняется присутствием в текстуре стали после контролируемой термомеханической обработки компоненты $\{001\}\langle 110\rangle$, обеспечивающей расположение плоскостей скола параллельно плоскости разрушения ударного образца под углом 45° относительно направления прокатки.

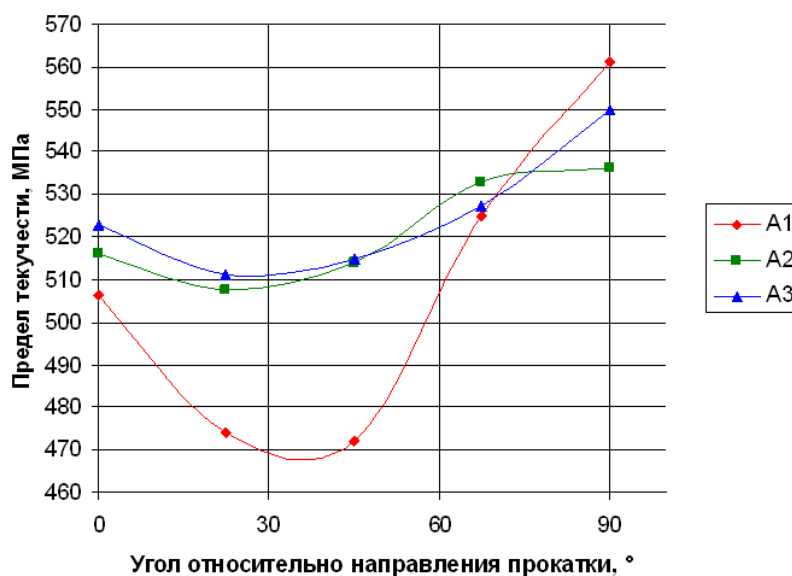


Рис. 4. Изменение предела текучести в зависимости от ориентации образцов в листе для трех сталей



Рис. 5. Изменение ударной вязкости стали А3 при -60°C в зависимости от ориентации образцов в листе

В четвертой главе рассмотрены особенности формирования микроструктуры, текстуры и механических свойств в стали состава Б2 при термомеханической обработке с целью выявления параметров, определяющих возможности достижения высокой энергоемкости разрушения в листе для производства труб класса прочности K65(X80).

На основании серии экспериментов на стали данного состава проведен анализ влияния важнейших параметров - состояния деформированного аустенита, определяемого, главным образом температурой и степенью деформации на стадии чистой прокатки, а также скорости последеформационного охлаждения. Данный подход определен тем, что параметры микроструктуры стали после контролируемой термомеханической обработки определяются не только кинетикой распада аустенита, но и его состоянием перед превращением. От температуры деформации аустенита зависит степень развития процессов рекристаллизации и возврата, происходящих в аустените в процессе деформации и после нее. Чистовая прокатка современных трубных сталей обычно заканчивается в интервале температур, где рекристаллизация аустенита практически полностью подавлена. Однако влияние понижения или повышения температуры конца прокатки в пределах этого интервала на структуру и свойства стали остается неочевидным.

Для определения влияния деформации аустенита на кинетику его распада и микроструктуру, а также оценки усилий, необходимых для деформации аустенита при различных температурах, на деформационном dilatометре была проведена термомеханическая обработка по 16-ти режимам (рис. 1 а). Затем на основании этих данных были выбраны 9 режимов для термомеханической обработки на лабораторном прокатном стане (рис. 1 б), где размеры образца после обработки и режим деформации позволили, помимо микроструктуры, оценить текстуру и механические свойства.

Режимы термомеханической обработки на деформационном dilatометре были выбраны так, чтобы все температуры деформации лежали ниже предполагаемой температуры рекристаллизации аустенита T_{nr} , а самая низкая была как можно ближе к A_{r3} . Скорости

охлаждения находились в относительно узком диапазоне, приблизительно соответствующем скоростям, достижимым в заводских условиях. Дилатация фиксировалась только с целью определить относительное расположение температур деформации и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Анализ дилатограмм показал, что деформация предшествовала превращению даже в случае, когда деформация происходила при 690°C. Во всех случаях превращение начиналось в интервале температур 600...650°C.

Микроструктура образцов после термомеханической обработки на дилатометре определяется, главным образом, температурой предварительной деформации и в меньшей степени скоростью охлаждения. По всей видимости, при каждой из выбранных скоростей охлаждения превращение протекает приблизительно по одному и тому же механизму. Деформированная форма аустенитных зерен наследуется гораздо сильнее при превращении после деформации при пониженных температурах (рис. 6). По всей видимости, при пониженных температурах деформации аустенит обладает большим количеством несовершенств, которые могут служить местами зарождения для α -фазы и, таким образом, влиять на морфологию конечной микроструктуры. Учитывая, что охлаждение с достаточно высокими скоростями начиналось непосредственно после окончания деформации, было сделано предположение, что причиной большего или меньшего накопления деформации в аустените является степень развития процесса динамического возврата.

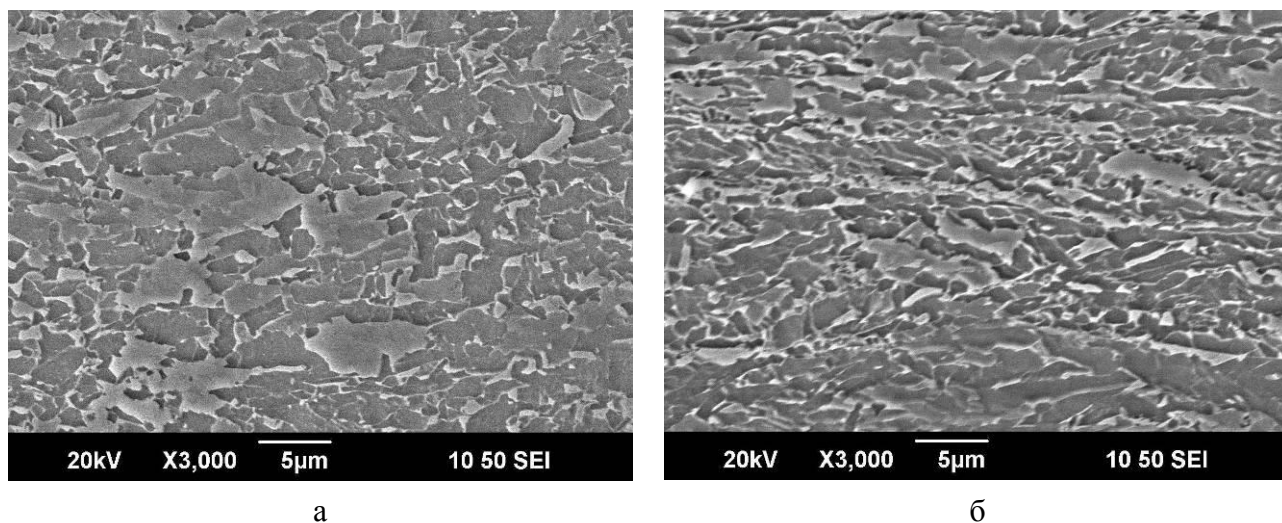


Рис. 6. Микроструктура стали Б2 после деформации при 900°C (а) и 690°C (б) и охлаждения со скоростью 20°C/c

С учетом результатов, полученных на деформационном дилатометре, для термомеханической обработки стали Б2 с использованием лабораторного прокатного стана были выбраны три температуры деформации: 900°C, 830°C и 760°C (рис. 1 б). Размеры образца обуславливали его гораздо более быстрое по сравнению с реальным листом остывание на воздухе. Поэтому при заданной температуре можно было осуществить только

один проход на стане. Для поддержания температуры образец между проходами помещали на 5 минут в печь, нагретую до требуемой температуры.

Предел текучести в поперечном направлении после большинства режимов термомеханической обработки превышал требуемое значение для сталей класса прочности К65 (Х80) – 555 МПа (рис. 7). Низкая температура прокатки позволила достичь требуемой прочности даже при охлаждении на воздухе. Понижение температуры прокатки при охлаждении на воздухе и в масле привело к повышению предела текучести, однако при охлаждении в воде производило обратный эффект. По всей видимости, в этом случае упрочнение за счет измельчения зерна, обусловленное наличием большего количества мест зарождения α -фазы в более наклепанном аустените, дало меньший вклад, чем упрочнение за счет распада аустенита при более низких температурах.

Испытания на ударный изгиб проводились при -40°C – температуре, установленной техническими требованиями для основного металла промышленных партий труб. Наивысшие значения ударной вязкости для каждой температуры прокатки наблюдали при охлаждении в масле, что приблизительно соответствует скоростям охлаждения, достижимым на производстве в установках ускоренного охлаждения (рис.8). Снижение температуры прокатки привело к снижению ударной вязкости при всех скоростях охлаждения.

Установлено, что прокатка при 760°C привела к образованию хрупких расщеплений в изломе (рис. 9). После прокатки при 830°C в изломе наблюдались только незначительные расщепления, а после прокатки при 900°C расщепления отсутствовали.

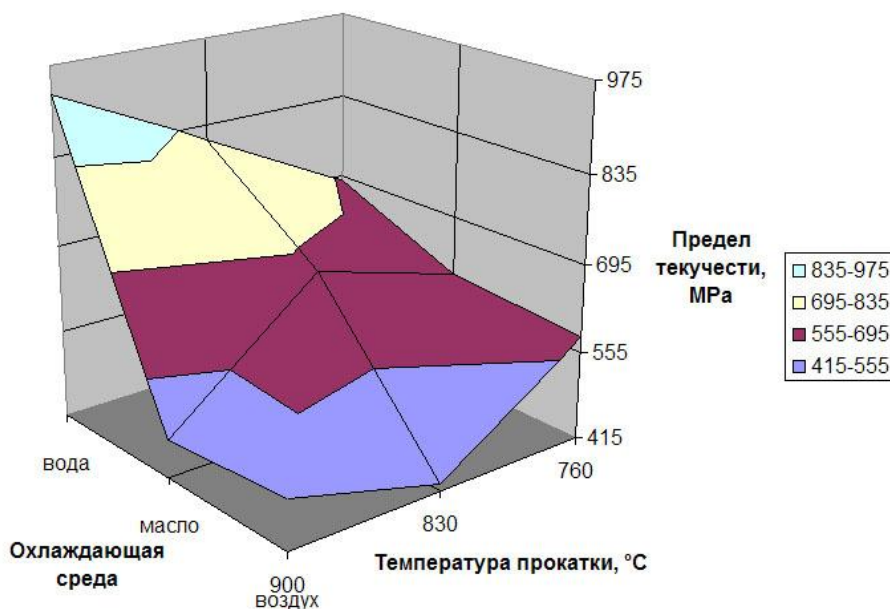


Рис. 7. Предел текучести стали Б2 в поперечном направлении после различных режимов термомеханической обработки

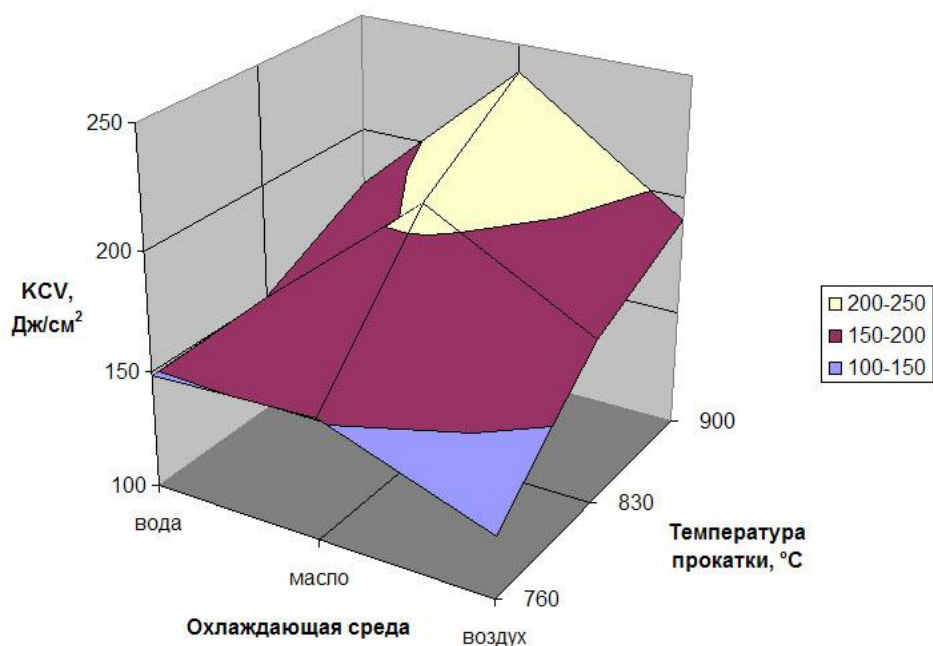


Рис. 8. Ударная вязкость стали Б2 при -40°C в поперечном направлении после различных режимов термомеханической обработки

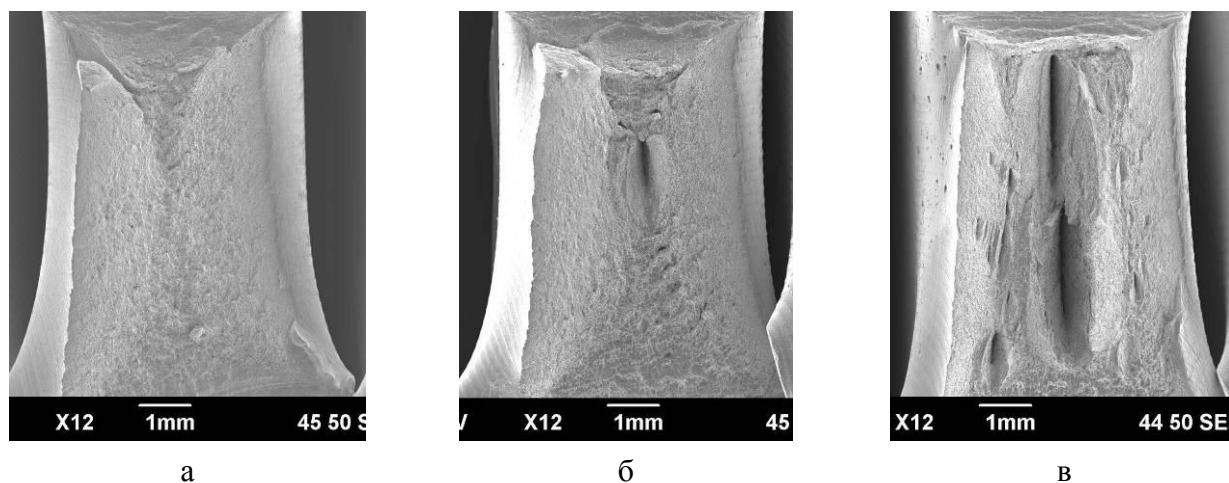


Рис. 9. Вид излома образцов Шарпи толщиной 5 мм, изготовленных из стали Б2 после деформации при 900°C (а), 830°C (б), 760°C (в) и охлаждения в масле

Анализ текстуры показал, что в отсутствие интенсивного выделения полигонального феррита и при умеренных скоростях охлаждения понижение температуры прокатки приводит к вполне определенным изменениям кристаллографической текстуры: снижению интенсивности $\{332\}\langle 113 \rangle$ и повышению интенсивности $\{001\}\langle 110 \rangle$ (рис. 10).

Несмотря на крайне высокое содержание компоненты $\{001\}\langle 110 \rangle$, обеспечивающей расположение плоскости скола $\{001\}$ параллельно плоскости прокатки, в стали после

прокатки при 830°C интенсивность расщепления была незначительной. По всей видимости, преимущественное расположение плоскостей скола параллельно плоскости прокатки в данном случае не является единственным фактором, способствующим образованию расщеплений.

Общий характер изменения микроструктуры в зависимости от режима термомеханической обработки с использованием лабораторного прокатного стана был близок к полученному на деформационном дилатометре: более низкие температуры прокатки привели к более вытянутой микроструктуре, наследующей форму деформированных аустенитных зерен. Прокатка при 760°C привела к выделению полигонального феррита при всех скоростях охлаждения. По всей видимости, выделение полигонального феррита было спровоцировано значительной степенью деформации аустенита и началось между проходами на последних стадиях прокатки. Выделение полигонального феррита происходило преимущественно по границам исходного аустенитного зерна.

Проведенные исследования показали, что понижение температуры прокатки сталей данного типа в пределах аустенитной области ведет к снижению предела текучести при высоких скоростях охлаждения, повышению предела текучести при низких скоростях охлаждения, снижению ударной вязкости при -40°C и образованию расщеплений в изломе, ориентированных параллельно плоскости прокатки. Низкие температуры деформации в аустенитной области ведут к более четкому наследованию вытянутой формы аустенитного зерна конечной микроструктурой, что объясняется замедлением процессов возврата и полигонизации и, как следствие, увеличением количества мест зарождения α -фазы на несовершенствах структуры аустенита. Полученные данные свидетельствуют о том, что в отсутствие интенсивного выделения полигонального феррита и при умеренных скоростях охлаждения текстура α -фазы зависит преимущественно от температуры прокатки в γ -области и в меньшей степени от скорости охлаждения, то есть в большей степени определяется текстурой аустенита перед превращением, а не механизмом самого превращения.

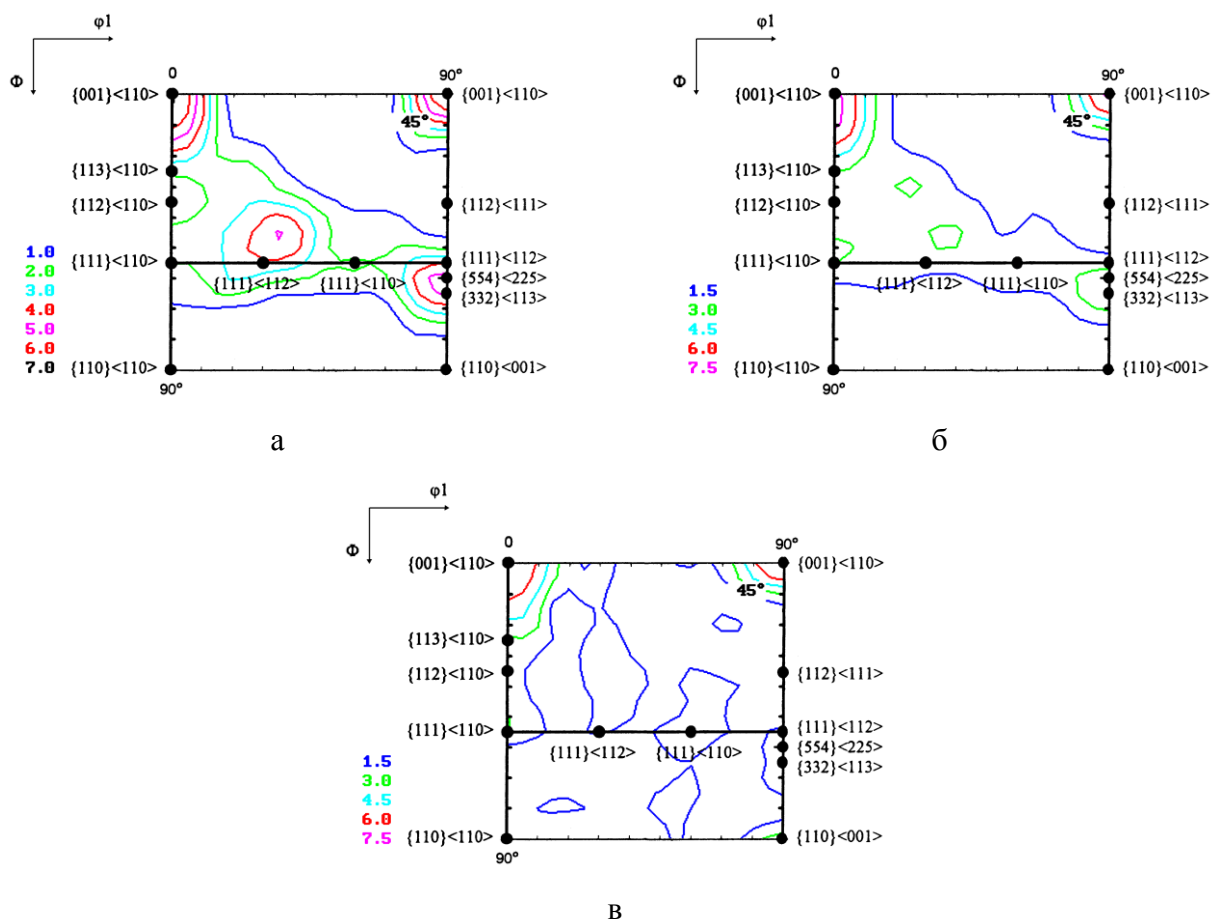


Рис. 10. Текстура стали Б2 после деформации при 900°C (а), 830°C (б), 760°C (в) и охлаждения в масле. Сечения ФРО при $\phi_2=45^\circ$

В пятой главе рассмотрено влияние особенностей микроструктуры и текстуры материала газопроводных труб класса прочности K65(X80) на их способность противостоять распространению протяженного вязкого разрушения, определенную при полноразмерных пневматических испытаниях.

Полноразмерные пневматические испытания показали, что в трубах с недостаточной трещиностойкостью распространение трещины сопровождалось интенсивным образованием расщеплений параллельно плоскости прокатки листа, что привело к снижению объема деформированного металла, прилегающего к поверхности разрушения, и, как следствие, к недостаточной энергоемкости распространения трещины. Из четырех рассматриваемых сталей K65(X80) только сталь Б2 показала неудовлетворительные результаты при полноразмерных испытаниях.

Микрофрактографические исследования показали, что расщепления представляют собой хрупкие трещины, параллельные плоскости прокатки листа, и вызваны наличием растягивающих напряжений в направлении толщины стенки трубы в зоне пластической деформации перед вершиной распространяющейся вязкой трещины. Хрупкий характер этих трещин, очевидно, является следствием наличия в материале трубы «слабых» поверхностей,

параллельных плоскости прокатки. Образование расщеплений типично для сталей более низких классов прочности после контролируемой прокатки, имеющих полосчатую феррито-перлитную структуру. Известные причины образования расщеплений связаны, в основном, с особенностями таких микроструктур. Учитывая высокую чистоту исследованных сталей по вредным примесям, низкое содержание в них углерода и преимущественно бейнитную структуру, для анализа явления были выделены две основные возможные причины расщепления: какая-либо микроструктурная полосчатость и скол по плоскостям $\{001\}$.

Во всех исследованных сталях наблюдали вытянутость элементов микроструктуры вдоль направления прокатки, унаследованную от структуры деформированного аустенита (рис. 11). Однако выраженная полосчатость в традиционном понимании наличия полос полигонального феррита наблюдалась только в стали Б4. Местами распространения расщеплений могли бы быть протяженные границы исходного аустенитного зерна, различимые в микроструктуре большинства сталей, однако четко определить их форму и протяженность обычными металлографическими методами не удалось. Микроструктура всех сталей состоит преимущественно из бейнита различной морфологии, квазиполигонального феррита и небольших количеств МА-составляющей и вырожденного перлита.

Ввиду наличия градиента термомодеформационных условий по толщине листа в ходе его прокатки, имеет смысл изучить зависимость микроструктуры от расположения изучаемой области по толщине листа. Для этого половина толщины стенки трубы была условно разделена на четыре равных по толщине участка и в центре каждого из них различными методами были изучены микроструктура и кристаллографическая текстура. Это позволило как изучить градиент параметров микроструктуры по толщине листа в различных сталях, так и получить средние значения этих параметров для материала в целом.

Оценка размера зерен была проведена двумя различными методами с помощью программного обеспечения TSL OIM для обработки EBSD данных. В одном из них расчет проводился методом секущих в направлении нормали к листу, то есть по «толщине» исходного аустенитного зерна. В другом методе оценка размера каждого зерна проводилась путем аппроксимации его формы эллипсом. Результаты свидетельствуют о существенном увеличении среднего размера зерна по мере приближения от поверхности к центру листа, однако в контексте выявления причин высокой интенсивности расщепления важно оценить «вытянутость» микроструктуры в направлении прокатки, что можно сделать путем соотнесения двух вышеуказанных параметров размера зерна. Отношение среднего диаметра зерна к размеру зерна, полученного методом секущих по толщине листа, даст некий третий безразмерный параметр, увеличение которого будет свидетельствовать об увеличении «вытянутости» микроструктуры.

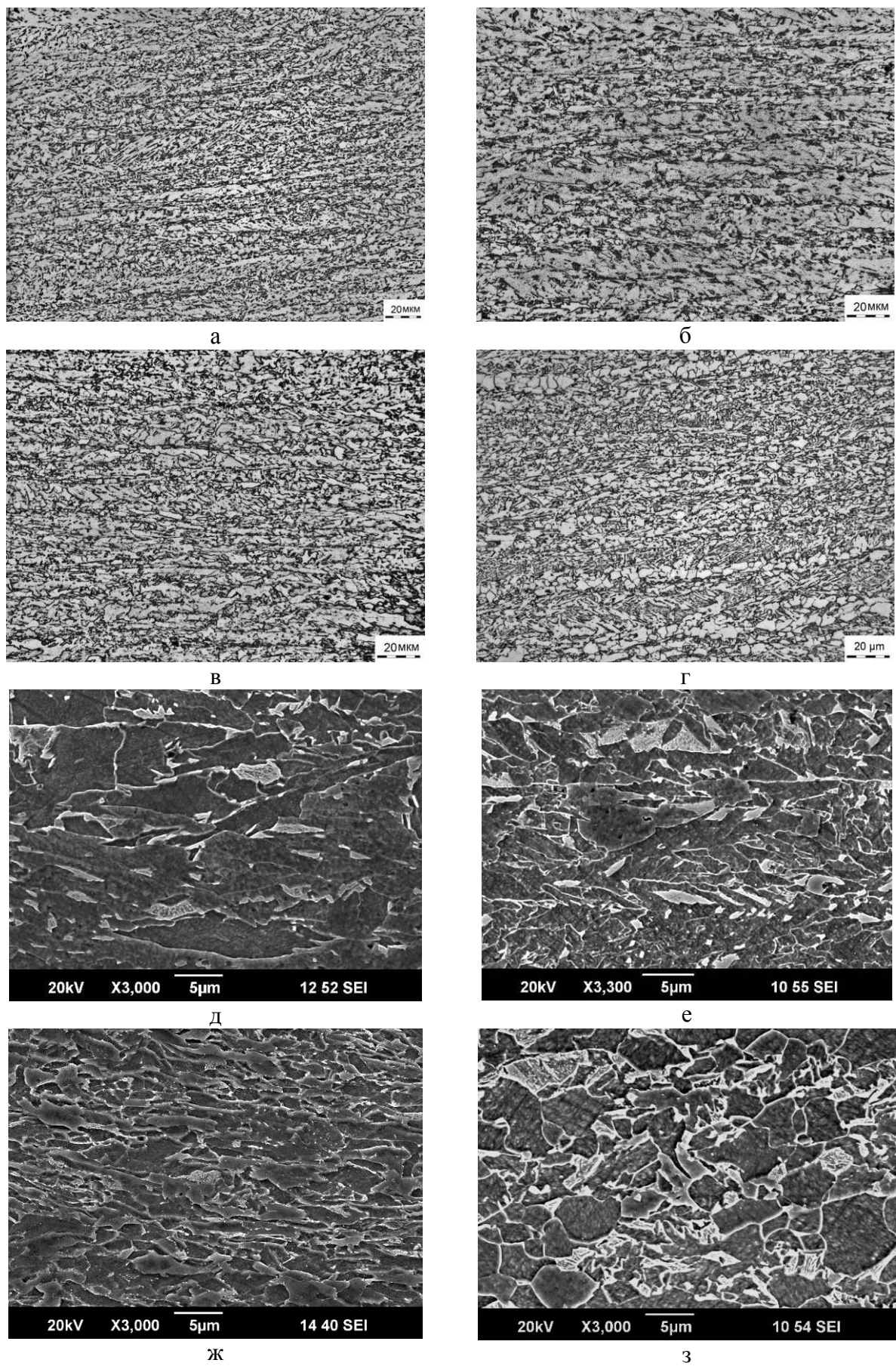


Рис. 11. Микроструктура основного металла труб из стали Б1 (а, д), Б2 (б, е), Б3 (в, ж), Б4 (г, з). а...г – оптическая, д...з – растровая электронная микроскопия.

Распределение значений этого параметра по толщине листа показывает (рис. 12), что в стали с недостаточной трещиностойкостью «вытянутость» микроструктуры выше, особенно в центре листа. Такая морфология микроструктурных составляющих предоставляет большее количество протяженных границ, параллельных плоскости прокатки, что может способствовать образованию расщеплений в изломе. Поскольку напряженное состояние перед вершиной распространяющейся магистральной трещины обуславливает наличие наибольших напряжений в направлении толщины именно в центральной части по толщине стенки трубы, наличие там настолько неравноосной микроструктуры приведет к образованию расщеплений на самой ранней стадии пластической деформации.

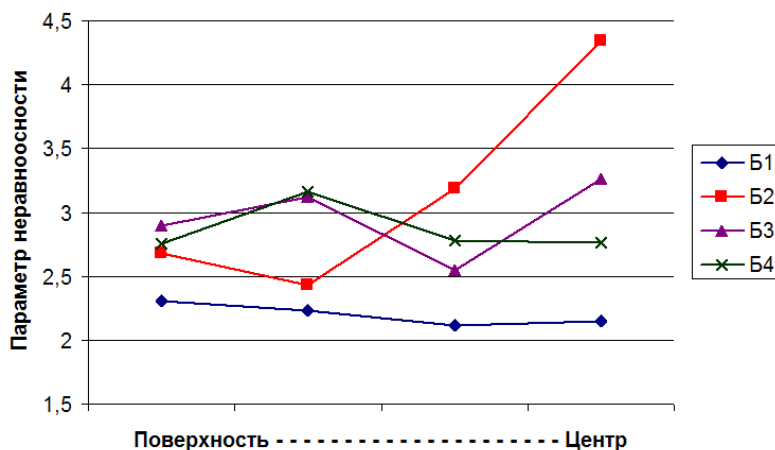


Рис. 12. Распределение параметра неравноосности микроструктуры по толщине листа

Функция распределения ориентаций (ФРО), рассчитанная на основании данных, полученных как на дифрактометре, так и методом EBSD, показала наличие ярко выраженного градиента текстуры по толщине стенки трубы в сталях Б1, Б2 и Б4. По сравнению с приповерхностными слоями максимальная интенсивность текстурных компонент в центральных слоях в этих сталях увеличивается в два раза, а преобладающей компонентой становится $\{001\}\langle 110 \rangle$ (рис. 13). Именно эта ориентировка обеспечивает расположение плоскостей типа $\{001\}$ параллельно плоскости прокатки, что может являться одной из причин образования расщеплений.

В целом изменение характера текстуры от менее острого в приповерхностных слоях стенки труб к более острому с повышенным содержанием кубической ориентировки в центральных слоях характерно для всех рассматриваемых сталей. Однако разница интенсивностей на поверхности и в центре в различных сталях может отличаться в несколько раз (рис. 14). По всей видимости, различия в текстуре по толщине стенки связаны с изменением температуры конца прокатки и скорости последующего охлаждения по толщине листа, поскольку это приводит к формированию различной текстуры в аустените и к реализации различных механизмов ее наследования при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении.

Исследование микроструктуры методом EBSD выявило особенности локальной текстуры в этих материалах. Важно отметить характер распределения кубической ориентировки по структурным составляющим в исследуемых сталях (рис. 15). Границы

исходного аустенитного зерна в стали Б2 имеют большую протяженность, и кубическая ориентировка расположена вдоль этих границ (рис. 15, а). В стали Б4, несмотря на высокое содержание кубической ориентировки, нет протяженных областей для скола параллельно плоскости прокатки, поскольку кубическая ориентировка случайным образом распределена по зернам полигонального феррита и небольшим участкам бейнита (рис. 15, б). Получены изображения распространения расщепления вдоль областей с кубической ориентировкой (рис. 16).

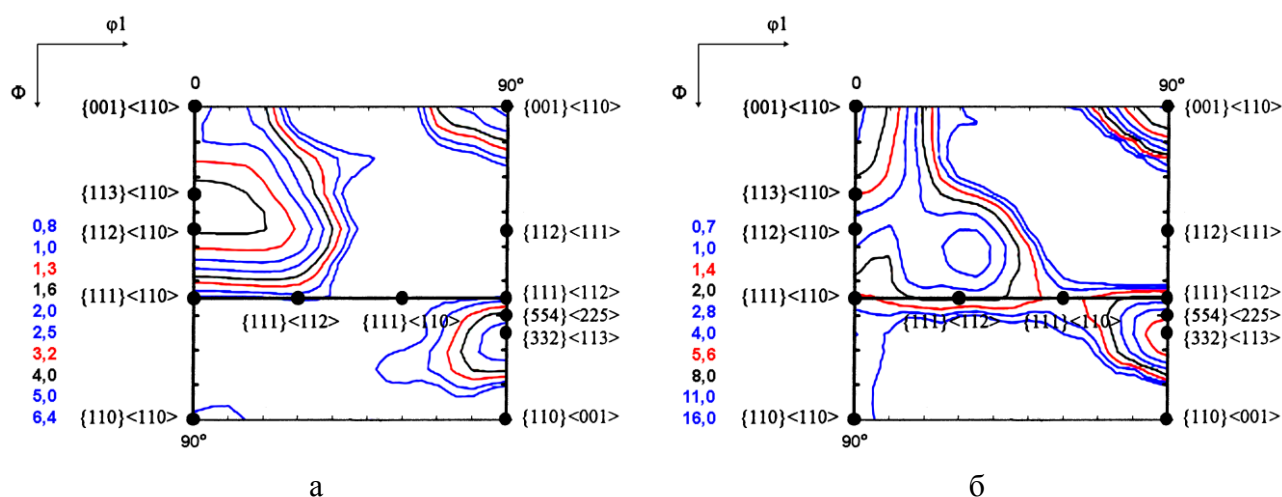


Рис. 13. Текстура стали Б2 в приповерхностном (а) и центральном (б) слоях. Сечения ФРО при $\phi_2=45^\circ$

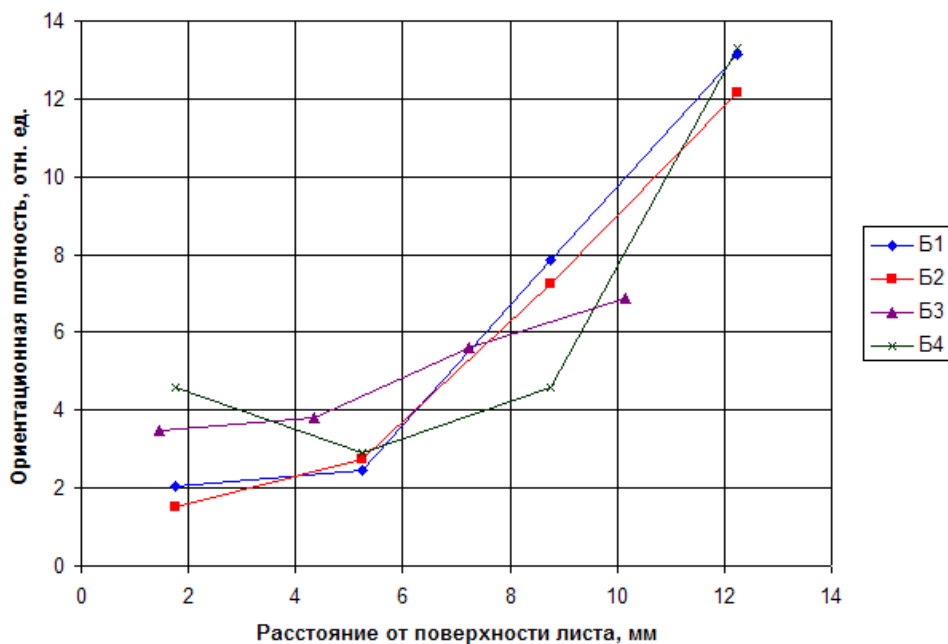


Рис. 14. График изменения интенсивности ориентировки $\{001\}\langle 110 \rangle$ от поверхности к центру листа в четырех исследуемых сталях

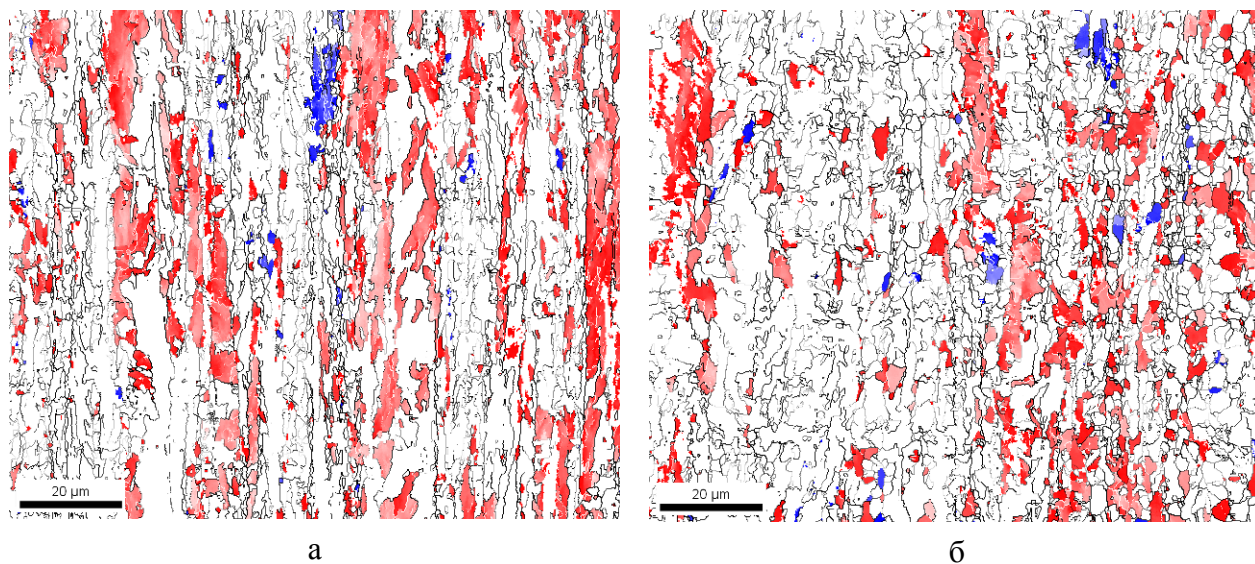


Рис. 15. Карты EBSD сканирования центрального слоя стенки трубы из сталей Б2 (а) и Б4 (б). Красным отмечена ориентировка $\{001\}\langle 110\rangle$, синим – $\{001\}\langle 100\rangle$

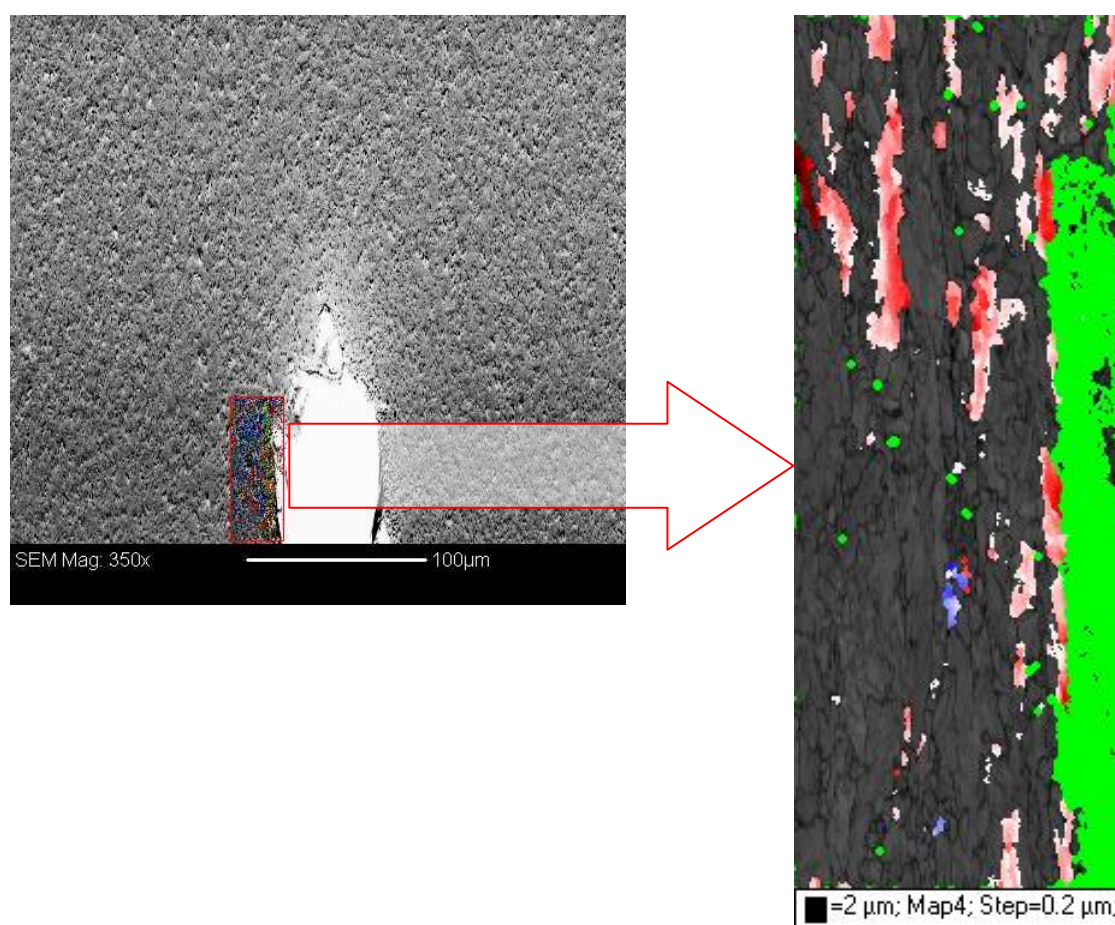


Рис. 16. Расщепление в стали Б2. Красным отмечена ориентировка $\{001\}\langle 110\rangle$, синим – $\{001\}\langle 100\rangle$, зеленым – неиндексированные точки

Таким образом, установлено, что общее содержание плоскостей $\{001\}$, параллельных плоскости прокатки, не оказывает существенного влияния на склонность металла трубы к расщеплению при распространении в нем вязкого разрушения. Микроструктурная полосчатость, выявляемая металлографическими методами, также не является существенным фактором, способствующим расщеплению. Основной причиной высокой интенсивности расщепления в сталях К65 (Х80) является высокая степень вытянутости микроструктуры вдоль направления прокатки, обеспечивающая наличие протяженных областей с ориентировкой $\{001\}<110>$, благоприятных для распространения хрупких расщеплений.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Для всех исследованных сталей, подвергнутых термомеханической контролируемой обработке характерна существенная анизотропия прочностных свойств с минимумом значений под углами $22,5^\circ$ и 45° к направлению прокатки. Сталь с полосчатой феррито-перлитной структурой обладает более ярко выраженной анизотропией предела текучести и временного сопротивления и более острой текстурой по сравнению со сталью с однородной микроструктурой игольчатого феррита;
2. Компонента $\{001\}<110>$, присутствующая в значительной мере в текстуре стали после термомеханической контролируемой обработки, обеспечивает преимущественное расположение плоскостей скола $\{001\}$ под углом 45° к направлению прокатки, что может являться причиной падения ударной вязкости в этом направлении, наблюдающегося при смешанном вязко-хрупком характере разрушения;
3. Понижение температуры деформации в интервале ($A_{r3}; T_{nr}$) ведет к более четкому наследованию структуры деформированного аустенита. Это является следствием замедления процессов динамического возврата в аустените при пониженных температурах, что в свою очередь обеспечивает большее количество мест зарождения α -фазы. Низкие температуры прокатки в аустенитной области ведут к высокой степени вытянутости микроструктуры, повышению содержания текстурной компоненты $\{001\}<110>$ и повышению интенсивности расщеплений;
4. Большинство рассмотренных промышленных партий труб из стали класса прочности К65(Х80) обладает ярко выраженным градиентом параметров микроструктуры и текстуры по толщине листа, что является следствием наличия градиента температуры и скорости охлаждения при прокатке и последующем охлаждении;
5. Преимущественное расположение плоскостей скола параллельно плоскости прокатки листа не обязательно ведет к высокой интенсивности расщеплений, снижающих энергоемкость разрушения;
6. Повышенная склонность к расщеплению в сталях К65(Х80) определяется высокой степенью неравноосности микроструктуры, сопряженной с наличием протяженных областей с ориентировкой $\{001\}<110>$.

Основное содержание работы изложено в следующих публикациях:

1. Гервасьев А.М. Исследование текстуры в сталях для магистральных труб класса прочности API X70, произведенных по различным технологиям // VIII Международная научно-техническая уральская школа-семинар металлосведов-молдых ученых. Сборник трудов. Екатеринбург: НИЧ УГТУ-УПИ, 2007. С. 185-187.
2. Пышминцев И.Ю., Гервасьев А.М. Исследование текстуры магистральных труб класса прочности API X70, произведенных по различным технологиям // IV-я Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур ПРОСТ 2008». Тезисы докладов. Москва: МИСиС, 2008. С. 65.
3. Пышминцев И.Ю., Столяров В.И., Гервасьев А.М., Харионовский В.В., Великоднев В.Я. Особенности структуры и свойств опытных партий труб категории прочности K65 (X80), изготовленных для комплексных испытаний // Наука и техника в газовой промышленности, №1 (37) 2009. С. 56-61.
4. Pyshmintsev I.Yu., Stolyarov V.I., Gervasyev A.M., Kharionovskiy V.V., Velikodnev V.Ya. Peculiarities and Structure of Pilot K65(X80) Pipe Batches Manufactured for Integrated Testing // Development of new-generation high-strength pipes for promising gas transportation projects of Gazprom, 2009. P. 88-95.
5. Pyshmintsev I.Yu., Arabey A.B., Gervasyev A.M., Boryakova A.N. Effects of microstructure and texture on shear fracture in X80 linepipe designed for 11.8 MPa gas pressure // International Conference on Pipeline Technology 2009, Ostend, Belgium, October 12-14, 2009. Proceedings. Beaconsfeld, UK: Scientific Surveys Ltd, 2009. P. 14-16.
6. Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Штремель М.А., Глебов А.Г., Струин А.О., Гервасьев А.М. Сопротивление сталей класса прочности X80 распространению вязких трещин в магистральных газопроводах // Известия ВУЗов. Черная Металлургия, №9, 2009. С. 3-8.
7. Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Штремель М.А., Глебов А.Г., Струин А.О., Гервасьев А.М. О структурных причинах шиферности вязких изломов толстолистовой стали // Известия ВУЗов. Черная Металлургия, №9, 2009. С. 9-15.
8. Пышминцев И.Ю., Арабей А.Б., Гервасьев А.М., Борякова А.Н., Струин А.О. Микроструктура и свойства труб класса прочности X80 для нового поколения газопроводов // V-я Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур ПРОСТ 2010». Тезисы докладов. Москва: МИСиС, 2010. С. 258.
9. Мальцева А.Н., Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Гервасьев А.М., Горбунова Л.В. Оценка трещиностойкости металла трубных сталей, подвергнутых полигонным пневматическим испытаниям // Международная конференция «Трубы-2010». Челябинск, 2010. Список трудов. Часть II. С. 94-97.
10. Pyshmintsev I.Yu., Gervasyev A.M., Boryakova A.N., Struin A.O., Arabey A.B. Microstructure and Properties of X80 Line Pipes for Arctic Environment // Proc.

2nd International Conference «Super-High Strength Steels». 17-20 October 2010, Verona, Italy.

11. Пышминцев И.Ю., Смирнов М.А., Мальцева А.Н., Гervasъев А.М., Корзников А.В. Структура и свойства низкоуглеродистых трубных сталей, подвергнутых пневматическим испытаниям // Сталь, №2, 2011. С. 75-81.
12. Pyshmintsev I., Gervasyev A., Petrov R.H., Carretero Olalla V., Kestens L. Crystallographic Texture as a Factor Enabling Ductile Fracture Arrest in High Strength Pipeline Steel // Materials Science Forum, в печати.

Подписано в печать 05.10.2011 Тираж – 100 экз. Заказ №

Ризография НИЧ УрФУ
620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19